

eRed Folder :

First Hit

Previous Doc

Next Doc

Go to Doc#

L2: Entry 105 of 289

File: JPAB

Aug 13, 1996

PUB-NO: JP408209287A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 08209287 A

TITLE: STEEL FOR HIGH STRENGTH LINE PIPE HAVING LOW YIELD RATIO AND EXCELLENT IN LOW TEMPERATURE TOUGHNESS

PUBN-DATE: August 13, 1996

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

ASAHI, HITOSHI

TAMEHIRO, HIROSHI

HARA, TAKUYA

TERADA, YOSHIO

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

NIPPON STEEL CORP

APPL-NO: JP07017302

APPL-DATE: February 3, 1995

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C22C 38/16; C22C 38/50; C22C 38/58

ABSTRACT:

PURPOSE: To produce a steel for a high strength line pipe having high tensile strength and low yield ratio and excellent in low temp. toughness and field weldability by forming the microstructure of a steel having a specified componental compsn. contg. Ni, Cu, Mo, Nb, Ti or the like into a specified one.

CONSTITUTION: The compsn. of a steel for a line pipe is constituted of the one contg., by weight, 0.05 to 0.10% C, ≤0.6% Si, 1.7 to 2.5% Mn, ≤0.015% P, ≤0.003% S, 0.1 to 1.0% Ni, 0.8 to 1.2% Cu, 0.35 to 0.50% Mo, 0.01 to 0.10% Nb, 0.005 to 0.030% Ti, ≤0.06% Al and 0.001 to 0.006% N, furthermore contg., at need, prescribed amounts of V, Cr and Ca, and the balance iron with inevitable impurities, and in which the value of P shown by the formula is regulated to 2.0 to 3.5. Moreover, its microstructure is formed of martensite, bainite and ferrite, and in which the ferrite fractional rate is regulated to 20 to 90%, the rate of the worked ferrite in the ferrite is regulated to 50 to 100%, and the average grain size of the ferrite is regulated to ≤5μm.

COPYRIGHT: (C)1996, JPO

Previous Doc

Next Doc

Go to Doc#

(19)日本国特許庁 (J P) (12) 公開特許公報 (A) (11)特許出願公開番号
特開平8-209287
(43)公開日 平成8年(1996)8月13日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	府内整理番号	F I	技術表示箇所
C 22 C 38/00	301 A			
38/16				
38/50				
38/58				

審査請求 未請求 請求項の数4 O.L (全6頁)

(21)出願番号	特願平7-17302	(71)出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22)出願日	平成7年(1995)2月3日	(72)発明者	朝日 均 東京都千代田区大手町2-6-3 新日本 製鐵株式会社内
		(72)発明者	為広 博 東京都千代田区大手町2-6-3 新日本 製鐵株式会社内
		(72)発明者	原 卓也 東京都千代田区大手町2-6-3 新日本 製鐵株式会社内
		(74)代理人	弁理士 田村 弘明 (外1名) 最終頁に続く

(54)【発明の名称】 低降伏比を有する低温韌性に優れた高強度ラインパイプ用鋼

(57)【要約】

【目的】 HAZ韌性、現地溶接性の優れた引張強さ950 MPa以上(API規格X100超)の低降伏比・高強度ラインパイプ用鋼を提供する。

【構成】 低C-高Mn-Ni-Cu-Mo-Nb-Ti系で、そのミクロ組織がマルテンサイト・ベイナイトと分率にして20~90%のフェライトの硬軟混合組織からなり、かつフェライト中に50~100%の加工フェライトを含有し、5μm以下のフェライト粒径を有する鋼。またはこれを焼戻した鋼。

【効果】 低温韌性、現地溶接性の優れた低降伏比・超高強度ラインパイプ(X100超)用鋼の製造が可能となった。その結果、パイプラインの安全性が著しく向上すると共に、パイプラインの施工能率、輸送効率も向上が可能となった。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0. 05~0. 10%、

Si : 0. 6%以下、

Mn : 1. 7~2. 5%、

P : 0. 015%以下、

S : 0. 003%以下、

Ni : 0. 1~1. 0%、

Cu : 0. 8~1. 2%、

Mo : 0. 35~0. 50%、

Nb : 0. 01~0. 10%、

Ti : 0. 005~0. 030%、

Al : 0. 06%以下、

N : 0. 001~0. 006%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記式で定義されるP値が2. 0以上、3. 5以下の範囲にあり、さらにそのミクロ組織がマルテンサイト、ベイナイトおよびフェライトからなり、フェライト分率が20~90%で、かつフェライト中に加工フェライトを50~100%含有し、フェライト平均粒径が5 μm 以下であることを特徴とする低降伏比を有する低温靭性に優れた高強度ラインパイプ用鋼。

$$P = 2. 7C + 0. 4Si + Mn + 0. 8Cr + 0. 45(Ni + Cu) + Mo + V - 1$$

【請求項2】 請求項1記載の成分に加えて、重量%

で、

V : 0. 10%以下、

Cr : 0. 6%以下の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1記載の低降伏比を有する低温靭性に優れた高強度ラインパイプ用鋼。

【請求項3】 請求項1または2記載の成分に加えて、さらに重量%で、

Ca : 0. 001~0. 006%を含有することを特徴とする請求項1または2記載の低降伏比を有する低温靭性に優れた高強度ラインパイプ用鋼。

【請求項4】 請求項1, 2または3記載の鋼であって、 A_{c1} 以下の温度で焼戻し処理した鋼からなることを特徴とする低降伏比を有する低温靭性に優れた高強度ラインパイプ用鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は950MPa以上の引張強さ(TS)を有する低温靭性・溶接性の優れた超高強度鋼に関するもので、天然ガス・原油輸送用ラインパイプをはじめ、各種圧力容器、産業機械などの溶接用鋼材として広く使用できる。

【0002】

【従来の技術】近年、原油・天然ガスを長距離輸送するパイプラインに使用するラインパイプは、①高圧化による輸送効率の向上や②ラインパイプの外径・重量の低減

2

による現地施工能率の向上のため、ますます高強度化する傾向にある。これまでに米国石油協会(API)規格でX80(引張強さ620MPa以上)までのラインパイプの実用化がされているが、さらに高強度のラインパイプに対するニーズが強くなってきた。

【0003】現在、超高強度ラインパイプ製造法の研究は、従来のX80ラインパイプの製造技術(たとえばNKK技報No.138(1992), pp24-31、およびThe 7th Offshore Mechanics and Arctic Engineering(1988), Volume V, pp179-185)を基本に検討されているが、これではせいぜい、X100(引張強さ760MPa以上)ラインパイプの製造が限界と考えられる。パイプラインの超高強度化は強度・低温靭性バランスを始めとして溶接熱影響部(HAZ)靭性、現地溶接性、継手軟化など多くの問題を抱えており、これらを克服した画期的な超高強度ラインパイプ(X100超)の早期開発が要望されている。

【0004】

【発明が解決しようとする問題点】本発明は強度と低温靭性のバランスが優れ、かつ現地溶接が容易な引張強さ950MPa以上(API規格X100超)の超高強度・低降伏比ラインパイプ用鋼を提供するものである。

【0005】

【問題点を解決する為の手段】本発明者らは、引張強さが950MPa以上で、かつ低温靭性・現地溶接性の優れた超高強度鋼を得るための鋼材の化学成分(組成)とそのミクロ組織について鋭意研究を行い、新しい超高強度溶接用鋼を発明するに至った。

【0006】すなわち、本発明の要旨とするところは、

(1) 重量%で、C : 0. 05~0. 10%、Si : 0. 6%以下、Mn : 1. 7~2. 5%、P : 0. 015%以下、S : 0. 003%以下、Ni : 0. 1~1. 0%、Cu : 0. 8~1. 2%、Mo : 0. 35~0. 50%、Nb : 0. 01~0. 10%、Ti : 0. 005~0. 030%、Al : 0. 06%以下、N : 0. 001~0. 006%、必要に応じてさらに、V : 0. 10%以下、Cr : 0. 6%以下、Ca : 0. 001~0. 006%の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記式で定義されるP値が2. 0以上、3. 5以下の範囲にあり、さらにそのミクロ組織がマルテンサイト、ベイナイトおよびフェライトからなり、フェライト分率が20~90%で、かつフェライト中に加工フェライトを50~100%含有し、フェライト平均粒径が5 μm 以下であることを特徴とする低降伏比を有する低温靭性に優れた高強度ラインパイプ用鋼、および

$$P = 2. 7C + 0. 4Si + Mn + 0. 8Cr + 0. 45(Ni + Cu) + Mo + V - 1$$

(2) 前記鋼を A_{c1} 以下の温度で焼戻し処理してなるこ

とを特徴とする低降伏比を有する低温靶性に優れた高強度ラインパイプ用鋼にある。

【0007】以下、本発明の内容について詳細に説明する。本発明の特徴は、①Ni-Cu-Mo-Nb-微量Tiを複合添加した低炭素・高Mn系であること、②そのミクロ組織が微細なフェライト（平均粒径が5μm以下で、ある一定量以上の加工フェライトを含む）とマルテンサイト、ベイナイトの硬軟混合組織からなることである。

【0008】従来より、低炭素-高Mn-Nb-Cu鋼は微細なアシキュラーフェライト組織を有するラインパイプ用鋼として知られているが、その引張強さの上限はせいぜい750MPが限界であった。本基本成分系で加工フェライトを含む微細フェライトとマルテンサイト、ベイナイトの硬軟混合微細組織を有する高強度ラインパイプ用鋼はまったく存在しない。これはマルテンサイト、ベイナイト2相混合組織では950MPa以上の引張強さは到底不可能であるばかりか、低温靶性や現地溶接性も不十分と考えられていたためである。

【0009】しかしながら本発明者らはNb-Cu鋼においても化学成分、ミクロ組織を厳密に制御することにより、超高強度と優れた低温靶性が達成できることを見いだした。すなわち、本発明鋼の特徴は①焼戻し処理なしでも優れた超高強度、低温靶性が得られること、②焼入れ・焼戻し処理に比較して降伏比が低く、鋼管成形性、低温靶性（シャルピー遷移温度）に著しく優れること、などがあげられる（本発明鋼では、鋼板の状態で降伏強さが低くても、钢管成形によって降伏強さが上昇し、目的とする降伏強さを得ることが可能である）。

【0010】まず本発明鋼のミクロ組織について説明する。引張強さ950MPa以上の超高強度を達成するためには、鋼のミクロ組織を一定量以上のマルテンサイト・ベイナイトとする必要があり、そのためにはフェライト分率を20~90%（マルテンサイト・ベイナイト分率10~80%）とする必要がある。フェライト分率が90%を超えると、マルテンサイト・ベイナイト分率が小さくなり過ぎて、目的とする強度は達成出来ない（フェライト分率はC量にも依存し、C量が0.05%以上では、実質上フェライトを90%以上とすることは困難である）。本発明鋼において強度、低温靶性上、もっとも望ましいフェライト分率は30~80%である。しかし、本来フェライトは軟らかいものであり、たとえフェライト分率が20~90%であっても、加工フェライトの割合が少なすぎると、目的とする強度（とくに降伏強さ）・低温靶性は達成できない。このため、加工フェライトの割合を50~100%とした。フェライトの加工（圧延）は転位強化やサブグレイン強化によってフェライトの降伏強さを高めると同時に、後で述べるようにシャルピー遷移温度の改善にも極めて有効である。

【0011】しかしミクロ組織の種類を上述のように限

定しても優れた低温靶性を達成するには不十分である。このためには、加工フェライトの導入によるセパレーションを利用するとともに、フェライト平均粒径を5μm以下に微細化する必要がある。超高強度鋼においても、加工フェライトの導入により、シャルピー衝撃試験などの破面にセパレーションが発生し、破面遷移温度は飛躍的に低下することがわかった（セパレーションはシャルピー衝撃試験などの破面に発生する層状剥離現象で、脆性き裂先端での3軸応力度を低下させ、脆性き裂伝播停止特性を改善すると考えられている）。

【0012】さらにフェライト平均粒径を5μm以下とすることによってフェライト以外のマルテンサイト・ベイナイト組織も同時に微細化することができ、遷移温度の著しい改善や降伏強さの増加が得られることがわかった。

【0013】以上により、従来低温靶性が悪いと考えられていたNb-Cu鋼のフェライトとマルテンサイト・ベイナイト硬軟混合組織の強度・低温靶性バランスの大幅な向上に成功した。

【0014】しかしながら、上述のように鋼のミクロ組織を厳密に制御しても目的とする特性を有する鋼材は得られない。このためにはミクロ組織と同時に化学成分を限定する必要がある。以下に成分元素の限定理由について説明する。

【0015】C量は0.05~0.10%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効であり、フェライトとマルテンサイト・ベイナイト硬軟混合組織において目標とする強度を得るために、最低0.05%は必要である。また、この量はNb, V添加による析出効果、結晶粒の微細化効果の発現や溶接部強度の確保のための最小量でもある。しかし、C量が多すぎると母材、HAZの低温靶性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、その上限を0.10%とした。

【0016】Siは脱酸や強度向上のために添加する元素であるが、多く添加するとHAZ靶性、現地溶接性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はAlでもTiでも十分可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。

【0017】Mnは本発明鋼のミクロ組織を微細なフェライトとマルテンサイト・ベイナイト硬軟混合組織とし、優れた強度・低温靶性的バランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.7%である。しかし、Mnが多すぎると鋼の焼入れ性が増してHAZ靶性、現地溶接性を劣化させるだけでなく、連続铸造鋼片の中心偏析を助長し、母材の低温靶性をも劣化させるので上限を2.2%とした。望ましいMn量は1.9~2.1%である。

【0018】Niを添加する目的は低炭素の本発明鋼を低温靶性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。Ni添加はMnやCr, Mo添加に比較し

て圧延組織（とくに連続鋳造鋼片の中心偏析帯）中に低温靭性に有害な硬化組織を形成することが少ないばかりか、0.1%以上での微量のNi添加がHAZ靭性の改善にも有効であることが判明した。HAZ靭性上、とくに有効なNi添加量は0.3%以上である。しかし、添加量が多すぎると、経済性だけでなく、HAZ靭性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.0%とした。また、Ni添加は連続鋳造時、熱間圧延におけるCu割れの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0019】Cuはフェライトとマルテンサイト・ベイナイト硬軟混合組織においてマルテンサイト・ベイナイト相の硬化および析出強化により強度を大幅に増加させる。0.8%未満では効果が十分でなく、一方、過剰に添加すると、析出硬化により母材、HAZの靭性低下し、また熱間加工時にCu割れが生じるので、その上限を1.2%とした。

【0020】Moを添加する理由は鋼の焼入れ性を向上させ、目的とする硬軟混合組織を得るためにある。また、MoはNbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。このような効果を得るために、Moは最低でも0.35%必要である。しかし、過剰なMo添加はHAZ靭性、現地溶接性を劣化させるので、その上限を0.5%とした。

【0021】また、本発明鋼では、必須の元素としてNb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%を含有する。NbはMoと共に制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して組織を微細化するだけでなく、析出硬化や焼入れ性増大にも寄与し、鋼を強靭化する。0.01%未満では効果が十分でなく、一方、Nb添加量が多すぎると、HAZ靭性や現地溶接性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0022】一方、Ti添加は微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してミクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靭性を改善する。また、Al量が少ない時（たとえば0.005%以下）、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多すぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靭性を劣化させるので、その上限を0.03%に限定した。

【0023】Alは通常脱酸材として鋼に含まれる元素で、組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.06%を超えるとAl系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.06%とした。脱酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添

加する必要はない。

【0024】NはTiNを形成し、スラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靭性を向上させる。このために、必要な最小量は0.001%である。しかし、N量が多すぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靭性の劣化の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0025】さらに、本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.015%、0.003%以下とする。この主たる理由は母材およびHAZの低温靭性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靭性を向上させる。また、S量の低減は熱間圧延で延伸化するMnSを低減して延性、靭性を向上させる効果がある。

【0026】つぎに、V、Cr、Caを添加する目的について説明する。基本となる成分に、更にこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・靭性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大をはかるためである。したがって、必ずしも含有する必要はなく、また、その添加量は自ずから制限されるべき性質のものである。

【0027】VはNbとほぼ同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。しかし、超高強度鋼におけるV添加の効果は大きく、NbとVの複合添加は本発明鋼の優れた特徴をさらに顕著なものとする。また、Vはフェライトの加工（熱間圧延）によって歪誘起析出し、フェライトを著しく強化することがわかった。上限はHAZ靭性、現地溶接性の点から0.10%まで許容でき、特に0.03~0.08%の添加が望ましい範囲である。

【0028】Crは母材、溶接部の強度を増加させるが、多すぎるとHAZ靭性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は0.8%である。V、Cr量の下限は特に限定しないが、材質上の効果が顕著になる最少量として、Vは0.01%、Crは0.1%である。

【0029】Caは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靭性を向上（シャルピー試験の吸収エネルギーの増加など）させる。しかし、Ca量が0.001%以下では実用上効果は無い。また0.006%を超えて添加するとCaO-CaSが大量に生成して大型クラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響をおよぼす。このためCa添加量の上限を0.006%に制限した。なお超高強度ラインパイプでは、S、O量をそれぞれ0.001%、0.002%以下に低減し、かつESSP=(Ca)[1-124(O)]/1.25Sを0.5≤ESSP≤10.0とすることがとくに有効である。ここでESSPとは、

有効硫化物形態制御パラメーターの略である。

【0030】以上の個々の添加元素の限定に加えて本発明では、さらにP=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+Mo+V-1を2.0≤P≤3.5に制限する。これは、目的とする強度・低温靭性バランスを達成するためである。P値の下限は950MPa以上の強度と優れた低温靭性を得るためにある。また、P値の上限を3.5としたのは優れたHAZ靭性・現地溶接性を維持するためである。

【0031】次に、請求項2について説明する。請求項2は請求項1の鋼をAc₁点以下の温度で焼戻し処理を行うものである。焼戻し処理によって延性・靭性は適度に回復する。焼戻し処理はミクロ組織分率そのものを変えず、本発明の優れた特徴を損なうものではなく、溶接熱影響部の軟化幅を狭める効果も有する。

【0032】

【実施例】つぎに本発明の実施例について述べる。実験室溶解(50kg, 100mm厚鋼塊)または転炉-連続鋳造法(240mm厚)で種々の鋼成分の鋳片を製造した。これらの鋳片を種々の条件で厚みが15~25mmの鋼板に圧延し、場合によっては焼戻し処理を行い諸性質、ミ*

*クロ組織を調査した。

【0033】鋼板の機械的性質(降伏強さ:YS, 引張強さ:TS, シャルピー試験の-40°Cでの吸収エネルギー:vE₋₄₀と50%破面遷移温度:vTrs)は圧延と直角方向で調査した。HAZ靭性(シャルピー試験の-40°Cでの吸収エネルギー:vE₋₄₀)は再現熱サイクル装置で再現したHAZで評価した(最高加熱温度:1400°C, 800~500°Cの冷却時間[Δt₈₀₀₋₅₀₀]:25秒)。また現地溶接性はYスリット溶接割れ試験(JIS G3158)においてHAZの低温割れ防止に必要な最低予熱温度で評価した(溶接方法:ガスマルアーク溶接, 溶接棒:引張強さ100MPa, 入熱:0.3kJ/mm, 溶着金属の水素量:3cc/100g金属)。

【0034】実施例を表1および2に示す。本発明法に従って製造した鋼板は優れた強度・低温靭性バランス、HAZ靭性および現地溶接性を示す。これに対して比較鋼は化学成分またはミクロ組織が不適切なため、いずれかの特性が著しく劣ることが明らかである。

【0035】

【表1】

化学成分 (wt%)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Mo	Nb	Ti	Aℓ	N	他	P値
1	0.07	0.30	2.02	0.008	0.001	0.50	1.00	0.46	0.042	0.012	0.029	0.0028		2.46
2	0.06	0.08	1.98	0.006	0.002	0.60	1.12	0.43	0.031	0.015	0.036	0.0035	V:0.06	2.44
3	0.08	0.12	2.12	0.012	0.001	0.80	0.83	0.40	0.028	0.014	0.048	0.0042		2.52
4	0.07	0.25	1.83	0.004	0.001	0.60	1.01	0.38	0.025	0.018	0.008	0.0026	Cr:0.55	2.66
5	0.09	0.14	2.07	0.007	0.002	0.90	0.98	0.45	0.018	0.016	0.036	0.0084	Ca:0.005	2.67
6	0.05	0.16	1.79	0.014	0.001	0.92	1.16	0.47	0.029	0.018	0.032	0.0037	Cr:0.30, V:0.05	2.69
7	0.08	0.06	2.16	0.008	0.001	0.95	1.15	0.48	0.031	0.014	0.031	0.0031		2.83
8	0.09	0.35	2.18	0.007	0.001	0.96	1.12	0.47	0.019	0.018	0.036	0.0035	Cr:0.50	3.37
9	0.12	0.31	2.01	0.009	0.001	0.56	0.99	0.45	0.038	0.013	0.030	0.0029		2.61
10	0.07	0.09	2.80	0.006	0.002	0.60	1.02	0.42	0.030	0.016	0.037	0.0031		3.17
11	0.08	0.13	2.02	0.007	0.001	0.55	0.13	0.43	0.027	0.015	0.033	0.0039		2.02
12	0.05	0.07	1.72	0.006	0.001	0.36	0.82	0.36	0.018	0.013	0.036	0.0029		1.77

【0036】

※ ※ 【表2】

区分	鋼	板厚 (mm)	焼戻し	ミクロ組織			機械的性質				HAZ韌性 v E-20	現地溶接性 最低予熱温度 (℃)
				フェライト分率 (%)	加工フェラ イトの割合 (%)	平均フェラ イト粒径 (μm)	YS (MPa)	TS (MPa)	v E-40 (J)	v Trs (℃)		
本発明鋼	1	20	—	32	86	3.3	726	1094	246	-115	174	予熱不要
	1	20	550°C×20mm	32	86	3.3	793	1088	239	-110	173	予熱不要
	2	16	—	42	58	4.5	733	1056	255	-100	165	予熱不要
	3	20	—	51	76	3.9	751	1093	248	-105	137	予熱不要
	4	20	—	28	65	4.6	748	1101	263	-95	154	予熱不要
	5	20	—	43	69	3.2	724	1107	218	-95	139	予熱不要
	6	20	—	65	83	2.5	777	1133	222	-90	156	予熱不要
	7	25	—	38	53	4.0	735	1127	225	-100	161	予熱不要
比較鋼	8	25	—	81	100	2.4	734	1154	213	-85	128	予熱不要
	9	20	—	29	82	3.4	721	1163	173	-70	43	予熱不要
	10	20	—	39	74	3.6	736	1172	194	-75	61	100
	11	20	—	58	68	4.0	655	890	277	-85	56	予熱不要
	12	20	—	75	90	3.9	649	872	185	-90	34	予熱不要
	1	20	—	66	85	7.8	705	1088	199	-70	168	予熱不要
	1	20	—	16	95	3.9	815	1100	187	-70	170	予熱不要
	1	20	—	37	30	3.8	612	933	170	-65	166	予熱不要

【0037】

*量に製造できるようになった。その結果、パイプラインの安全性が著しく向上するとともに、パイプラインの輸送効率、施工能率の飛躍的な向上が可能となった。
 【発明の効果】本発明により、低温韌性、現地溶接性の優れた低降伏比の超強度ラインパイプ（引張強さ950 MPa以上、API規格X100超）用鋼が安定して大*

フロントページの続き

(72)発明者 寺田 好男

東京都千代田区大手町2-6-3 新日本
製鐵株式会社内